

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-279691

(43)Date of publication of application : 12.10.1999

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 9/46  
C22C 38/06  
C23C 2/06  
C23C 2/28

---

---

(21)Application number : 10-081805 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP  
(22)Date of filing : 27.03.1998 (72)Inventor : SAKUMA KOJI  
HIWATARI SHUNJI  
ITAMI ATSUSHI  
NAKAMURA FUMIAKI

---

## (54) HIGH STRENGTH HOT DIP GALVANNEALED STEEL SHEET GOOD IN WORKABILITY AND ITS PRODUCTION

### (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the tensile strength and press workability of a steel sheet by specifying the contents of C, Si, Mn, P, S, Al and N in a galvanized steel sheet and specifying the relation between the amounts of C and Si to be added and between the amounts of Cr and Mn to be added.

SOLUTION: The compsn. of a hot dip galvanized steel sheet is composed of, by weight, 0.05 to 0.15% C, 0.3 to 1.5% Si, 1.5 to 2.8% Mn,  $\leq 0.03\%$  P,  $\leq 0.02\%$  S, 0.005 to 0.5% Al,  $\leq 0.0060\%$  N, and the balance Fe with inevitable impurities. Furthermore,  $(\%Mn)/(\%C) \geq 15$  and  $(\%Si/\%C) \geq 4$  are satisfied. If required, 0.0002 to 0.0020% B is moreover incorporated therein. The slab having this metallic structure is rolled, is annealed in a ferrite-austenite two phase coexistent temp. region of 700 to 850°C, is cooled and is thereafter subjected to hot dip galvanizing and alloying treatment. In this way, martensite and residual austenite of 3 to 20% by volume ratio are allowed to contain in the metallic structure.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 29.03.2002

[Date of sending the examiner's decision of

rejection]

[Kind of final disposal of application other than  
the examiner's decision of rejection or  
application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3527092

[Date of registration] 27.02.2004

[Number of appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

**\* NOTICES \***

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. \*\*\*\* shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

---

**CLAIMS**

---

[Claim(s)]

[Claim 1] By weight %, C:0.05 - 0.15%, Si:0.3-1.5%, Mn:1.5-2.8%, P:0.03% or less, S:0.02% or less, aluminum:0.005-0.5%, Contain N:0.0060% or less, and it consists of the remainder Fe and an unescapable impurity. A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability characterized by filling  $(\%Mn) / (\%C) \geq 15$ , and  $(\%Si) / (\%C) \geq 4$  when %C, %Si, and %Mn are furthermore made into C, Si, and Mn content, respectively.

[Claim 2] A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability containing B:0.0002 - 0.0020% according to claim 1 at weight %.

[Claim 3] A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability characterized by consisting of a chemical entity according to claim 1 or 2, and containing 20% or less of martensite and retained austenite 3% or more at the rate of the volume in the metal texture.

[Claim 4] It is the slab of the presentation which consists of a chemical entity according to claim 1 or 2. Ar3 Finish rolling is performed at the temperature beyond a point. After performing 50 - 85% of cold rolling, with a continuation hot-dip-zincing facility 700-degree-C or more ferrite 850 degrees C or less, It anneals by the two-phases coexisting temperature range of an austenite. From the highest attainment temperature to 650 degrees C with the average cooling rate of 0.5-10 degrees C/second. After cooling from 650 degrees C to a plating bath succeeding with the average cooling rate of 1-20 degrees C/second and performing hot-dip-zincing processing, The manufacture approach of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability characterized by reheating in 500-degree-C or more temperature of 600 degrees C or less, performing alloying processing of a plating layer, and containing 20% or less of martensite and retained austenite 3% or more at the rate of the volume in the metal texture.

---

[Translation done.]

\* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

DETAILED DESCRIPTION

---

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention is concerned with the good high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet and its manufacture approach of workability. It is used for the application of an automobile, a home electrical-and-electric-equipment product, construction, etc. for press working of sheet metal by the high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with which this invention is involved, making it, and contains the steel plate which carried out surface treatment of an iron plating metallurgy group oxide film and the organic coat to the upper layer for much more improvement of press workability and rust proofing.

[0002]

[Description of the Prior Art] The steel plate which corresponds and carries out press working of sheet metal to rust-proofing strengthening of an automobile car body, and is used for the Body Manufacturing Division articles, such as a frame, a member, and a floor, has also been permuted by the galvanized steel sheet from the nakedness steel plate. Although a galvanized steel sheet is generally divided roughly into an electrolytic zinc-coated carbon steel sheet and a hot-dip zinc-coated carbon steel sheet by the manufacture approach, if it is going to increase the amount of superintendent officers from the position which respects rust-proofing nature, since a manufacturing cost will rise remarkably in an electrolytic zinc-coated carbon steel sheet, use of a hot-dip zinc-coated carbon steel sheet is common. On the other hand, reservation of a function which takes care of crew into an automobile car body at the time of a collision more than rust-proofing nature is CO<sub>2</sub>. Including, it is demanded with lightweight-ization which realizes reduction of an exhaust gas by improvement in fuel consumption, and, for that purpose, high-intensity-izing of a steel plate is indispensable.

[0003] However, although it is necessary to add elements, such as Si, Mn, and P, in solid solution strengthening and complex tissue strengthening which are generally considered as a strengthening device which high-intensity-izes a steel plate, without worsening workability, generally addition of these elements worsened wettability on the front face of a steel plate, and it has been made difficult to give hot dip zincing. Although using as a cooling medium Myst and jet water which especially carried out water mixing by complex tissue strengthening, and performing high-speed cooling from annealing temperature is generally performed with the nakedness steel plate, application of such cooling system is difficult, and in order to avoid an unnecessary pearlite and an unnecessary transformation to bainite, it is necessary in hot-dip-zincing Rhine to increase the addition of Si or Mn further.

[0004] As such Si and Mn, and P are shown in a steel plate front face in advance of hot dip zincing at JP,57-79160,A or JP,5-65612,A as the technique of improving the adhesion in the hot dip zincing of the added steel plate, and it is in little Fe and the patent No. 2526320 official report, there is a method of pre galvanizing a small amount of nickel, and when there are still more the additions, the method of removing a steel plate surface layer before nickel pre plating is indicated by the patent No. 2526322 official report. Moreover, although the approach of carrying out hot dip zincing of the steel plate manufactured from the slab which has a surface with few contents of C, Si, and Mn compared with the

interior is also indicated as it is in the patent No. 1924585 official report, a manufacture increase in cost is remarkable and is not suitable for industrial production.

[0005] On the other hand, Si and Mn in which aggravation of plating adhesion was formed by the oxidizing atmosphere, By carrying out hot dip zincing, after returning the oxide layer made to form in the ambient atmosphere containing hydrogen paying attention to being the oxide layer of the element P and making oxide-film thickness into the suitable range The method of improving plating adhesion is proposed by JP,55-122865,A, and the operation casting plan in continuation Rhine is also indicated by the patent No. 2513532 official report, the patent No. 2530939 official report, and patent No. 2587724.

[0006] Moreover, the approach of applying the acidic solution containing an oxidizer like the solution containing calcium, magnesium, and an organic acid, rolling oil and wash water, a hydrogen peroxide and a potassium dichromate, and potassium permanganate in advance of hot dip zincing is indicated by JP,8-170160,A, JP,6-207259,A, and JP,5-239606,A, respectively. Good hot dip zincing of adhesion could be performed also to the steel plate with which 0.3% or more of Si and 1% or more of Mn are added, without causing the remarkable increment in a manufacturing cost by these approaches.

[0007] However, it is hard to apply to the steel plate which is characterized by intermingling martensite and retained austenite in a ferrite although the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet was developed by applications including the automobile by which press fracture is needed for a lifting or especially severe press forming to like since a plating layer [ elasticity / at the time of press working of sheet metal in a hot-dip zinc-coated carbon steel sheet's being inferior to paintwork or weldability ] agglutinates between press metal mold and frictional resistance increases and by which complex tissue strengthening was carried out. although it be common to perform heating alloying processing immediately after plating in the alloying hot dip zincing which use a plating layer as a Zn-Fe alloy as for this , neither weldability nor paintwork be spoil , but in order that the transformation to a pearlite or bainite may progress between them , by addition of the alloy element to the steel plate in range from which the rise of a manufacturing cost be cause , either , it result from martensite or the retained austenite of rate of the volume sufficient all over the metal texture after cool from alloying temperature to a room temperature not exist .

[0008] For this reason, although addition of Mo which controls especially the transformation of an austenite, or B was proposed by the patent No. 1325624 official report or JP,5-163531,A, in spite of having been cost quantity, while the yield strength YP of a steel plate rose, elongation El decreases, press workability tends to deteriorate, and the good alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet of press workability which is equal to the nakedness steel plate high-intensity-ized by complex tissue strengthening was not found.

[0009]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] To develop the steel plate which gave good alloying hot dip zincing of the press workability from which it has the metal texture where martensite and retained austenite were intermingled, and tensile strength TS serves as 490-880MPa by the complex tissue strengthening into a ferrite has been made into a technical problem as above-mentioned.

[0010]

[Means for Solving the Problem] this invention persons use the steel which controlled the addition of C, Si, and Mn in order to solve the aforementioned technical problem. The result of having added examination wholeheartedly about a metal texture when cooling conditions until a steel strip is immersed in a plating bath from annealing temperature in a continuation hot-dip-zincing facility, and the heating conditions of the alloying processing performed immediately after plating change, and correlation of the advance situation of alloying, C and Mn call from the two-phases coexisting temperature range of a ferrite and an austenite to 650 degrees C the average cooling rate of 0.5-10 degrees C/second, and carry out gradual cooling of the steel added more than the constant rate. The martensitic transformation of the austenite is not carried out until a steel strip will be immersed in a plating bath if from 650 degrees C to a plating bath is cooled at the average cooling temperature of 1-20 degrees C/second after considering as the condition that the ferrite of sufficient rate of the volume exists. When Si and the amount of Mn which are added especially to the amount of C are more than a fixed rate

If the temperature is 500-600 degrees C even if it reheats for the alloying processing performed immediately after plating, since advance of a pearlite and a transformation to bainite will be delayed remarkably, It became the metal texture where 3 - 20% of martensite and retained austenite are intermingled in a ferrite at the rate of the volume also after cooling to the room temperature, and found out that it was realizable with an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet that high intensity and press workability are good with the complex tissue strengthening.

[0011] This invention is the completely new steel plate which is not in the former constituted based on such thought and new knowledge, and the place made into the summary is as follows.

By weight %, (1) C:0.05 - 0.15%, Si:0.3-1.5%, Mn: 1.5-2.8%, P:0.03% or less, S:0.02% or less, Contain aluminum:0.005-0.5% and N:0.0060% or less, and it consists of the remainder Fe and an unescapable impurity. A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability characterized by filling  $(\%Mn) / (\%C) \geq 15$ , and  $(\%Si) / (\%C) \geq 4$  when %C, %Si, and %Mn are furthermore made into C, Si, and Mn content, respectively, [0012] (2) A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability characterized by consisting of a chemical entity a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability of the aforementioned (1) publication containing B:0.0002 - 0.0020% at weight %, (3) above (1), or given in (2), and containing 20% or less of martensite and retained austenite 3% or more at the rate of the volume in the metal texture, [0013] (4) It is the slab of the presentation which consists of a chemical entity the above (1) or given in (2) Ar3 Finish rolling is performed at the temperature beyond a point. After performing 50 - 85% of cold rolling, with a continuation hot-dip-zincing facility 700-degree-C or more ferrite 850 degrees C or less, It anneals by the two-phases coexisting temperature range of an austenite. From the highest attainment temperature to 650 degrees C with the average cooling rate of 0.5-10 degrees C/second After cooling from 650 degrees C to a plating bath succeedingly with the average cooling rate of 1-20 degrees C/second and performing hot-dip-zincing processing, It is the manufacture approach of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with the sufficient workability characterized by reheating in 500-degree-C or more temperature of 600 degrees C or less, performing alloying processing of a plating layer, and containing 20% or less of martensite and retained austenite 3% or more at the rate of the volume in the metal texture.

[0014] Hereafter, this invention is explained to a detail. First, the reason for numerical limitation of C, Si, Mn, P, S, aluminum, N, and B is explained. C is an indispensable element when it is going to high-intensity-ize a steel plate by organization strengthening by martensite or retained austenite, C generates in hot-dip-zincing Rhine where it is difficult to cool quickly from annealing temperature by using Myst and jet water as a cooling medium, it is easy to generate a cementite and a pearlite at less than 0.05%, and reservation of the tensile strength to need is difficult. On the other hand, if C exceeds 0.15%, since the segregation of C becomes remarkable while it becomes difficult to form a healthy weld zone by spot welding, workability will deteriorate.

[0015] Si is known as an element which increases reinforcement, without spoiling the workability of a steel plate, especially elongation greatly. The addition makes advance of a pearlite and a transformation to bainite remarkably delayed by reheating for the alloying processing performed immediately after plating, in thinking that it is useful generally. In order that 3 - 20% of martensite and retained austenite may consider as the metal texture intermingled in a ferrite at the rate of the volume also after cooling to a room temperature, it is 0.3% or more, and weight % of 4 times or more of C content is added. However, even if a steel strip will be immersed in a plating bath after it returns an oxide layer, and making oxide-film thickness into the suitable range or applying suitable drugs if the addition exceeds 1.5%, since aggravation of plating adhesion is remarkable, an upper limit is made into 1.5%.

[0016] Mn is added 1.5% or more in order to lower the free energy of an austenite with C, and to control that an austenite will carry out a martensitic transformation by the time a steel strip is immersed in a plating bath. Moreover, by adding weight % of 15 times or more of C content, it can do with the metal texture where advance of a pearlite and a transformation to bainite is made remarkably delayed by reheating for the alloying processing performed immediately after plating in, and 3 - 20% of martensite and retained austenite are intermingled in a ferrite at the rate of the volume also after cooling to a room

temperature. However, since it will be easy to produce a crack in slab and spot welding nature will also deteriorate if an addition becomes excessive, let 2.8% be an upper limit.

[0017] Although P is generally contained in steel as an unescapable impurity, if the amount exceeds 0.03%, in a high intensity steel plate with which tensile strength [ as / in this invention ] exceeds 490MPa(s), cold rolling nature will also deteriorate remarkably with toughness the top where degradation of spot welding nature is remarkable. Although S is generally also contained in steel as an unescapable impurity, when the amount exceeds 0.02%, existence of MnS elongated to the rolling direction becomes remarkable, and it is \*\*\*\*\* about a bad influence to the bendability of a steel plate.

[0018] about [ that it becomes cost quantity to exceed 0.5% although it is necessary to add 0.005% or more in order for aluminum to control big and rough-ization of the crystal grain in grain refining of the hot-rolling material by AlN, and a series of heat treatment processes as a deoxidation element of steel and to improve the quality of the material ], and a front face -- description is degraded and it is preferably [ 0.1% or less of ] desirable. Although N is generally also contained in steel as an unescapable impurity, if the amount exceeds 0.060%, since brittleness will also deteriorate with elongation, let this be an upper limit.

[0019] B is known as an element which generally increases hardenability, and from that of making a pearlite and a transformation to bainite delayed on the occasion of the reheating for alloying processing, in order that 3 - 20% of martensite may make it easy to consider as the metal texture intermingled in the ferrite at the rate of the volume after cooling to a room temperature, you may add 0.0002% or more. However, if the addition exceeds 0.0020%, even if it carries out gradual cooling of from the two-phases coexisting temperature range of a ferrite and an austenite to the 650 degrees C, a ferrite does not grow to sufficient rate of the volume, but an austenite metamorphoses into martensite on the way of [ cooling ] from 650 degrees C to a plating bath, and since martensite is returned by the reheating for alloying processing after that and a cementite deposits, coexistence with good high intensity and press workability will become difficult. Even if it contains Nb, Ti, Mo, Cu, Sn, Zn, Zr, W, Cr, and nickel 1% or less in total in the steel which makes these a principal component, effectiveness of this invention is not spoiled, but also in desirable cases -- corrosion resistance is improved depending on the amount -- it is.

[0020] Next, the reason for limitation of manufacture conditions is explained. The purpose considers as the metal texture which contains martensite and retained austenite 3 to 20%, and it is in that high intensity and press workability are good making it compatible. It does not become high intensity when martensite and the rate of the volume of retained austenite are less than 3%. On the other hand, if martensite and the rate of the volume of retained austenite exceed 20%, although it is high intensity, the workability of a steel plate will deteriorate, and the purpose of this invention will not be attained. Especially the slab with which hot rolling is presented is not limited. Namely, what is necessary is just to manufacture of continuous casting slab, a thin slab axle-pin rake, etc. Moreover, a process like continuous casting-direct delivery rolling (cc-DR) which hot-rolls immediately after casting is also suited.

[0021] The finishing temperature of hot rolling is the viewpoint of securing the press-forming nature of a steel plate to Ar3. It is necessary to carry out to beyond a point. Although especially the cooling conditions or the winding temperature after hot-rolling are not limited, if winding temperature is made into 750 degrees C or less and bainite and martensite generate partially in order to avoid the thing with large quality-of-the-material dispersion in coil both ends to become and to avoid degradation of the acid-washing nature by the increment in scale thickness, it will tend to produce a lug crack at the time of cold rolling, and when extreme, it is desirable [ temperature ] to also make to also carry out plate fracture into 550 degrees C or more for a certain reason. The usual conditions are sufficient as cold rolling, and martensite and retained austenite are minutely distributed so that it may be easy to work harden a ferrite, and the reduction of sectional area may be 50% or more from the purpose which obtains improvement in workability to the maximum extent. Since a great quantity of cold-rolled loads are needed, it is not realistic to cold-roll on the other hand by the reduction of sectional area which exceeds 85%.

[0022] In case you anneal with a continuation hot-dip-zincing facility of the annealing method in Rhine,



let the annealing temperature be a ferrite [ 850 degrees C or less ] 700 degrees C or more and an austenite two-phases coexisting region. Less than 700 degrees C of recrystallization are [ annealing temperature ] insufficient, and press workability required for a steel plate cannot be provided. Annealing at temperature which exceeds 850 degrees C has remarkable growth of the oxide layer of Si or Mn on a steel strip front face, and it is not desirable in order for the reduction to take long duration. Moreover, since the ferrite of sufficient rate of the volume does not grow even if it carries out gradual cooling even of the 650 degrees C, but an austenite metamorphoses into martensite on the way of [ cooling ] from 650 degrees C to a plating bath, martensite is returned by the reheating for alloying processing after that and a cementite deposits in the process which is succeedingly immersed to a plating bath and is cooled, coexistence with good high intensity and press workability becomes difficult.

[0023] Although a steel strip is cooled in the process in which it is succeedingly immersed to a plating bath, after annealing, the cooling rate in this case is an average of 0.5-10 degrees C/second about from that highest attainment temperature to 650 degrees C, and carries out from 650 degrees C to a plating bath succeedingly in an average of 1-20 degrees C/second. By increasing C concentration of an austenite, the free energy of formation is lowered and it aims at making below into plating bath temperature temperature which a martensitic transformation starts at the same time carrying out even 650 degrees C in an average of 0.5-10 degrees C/second increases the rate of the volume of a ferrite, in order to improve workability. If the highest attainment temperature at the time of annealing is not fallen to carrying out the average cooling rate to 650 degrees C in less than 0.5 degrees C/second, it is necessary to lengthen the Rhine length of a continuation hot-dip-zincing facility, and will become cost quantity.

[0024] Moreover, although it is also considered that lower the highest attainment temperature and the rate of the volume of an austenite anneals at small temperature, if annealing temperature is low even when a suitable temperature requirement is narrow and few compared with the temperature requirement which should be permitted by actual operation in that case, an austenite will not be formed and the purpose will not be attained. On the other hand, if the average cooling rate to 650 degrees C is exceeded in 10 degrees C/second, since the part carries out a martensitic transformation before being immersed in a plating bath in a steel strip, since there are also few increments in about [ that the increment in the rate of the volume of a ferrite is not enough ] and C concentration in an austenite, martensite is returned by the reheating for alloying processing after that and a cementite deposits, coexistence with good high intensity and press workability will serve as difficulty.

[0025] The average cooling rate from 650 degrees C to a plating bath is carried out in 1-20 degrees C/second for avoiding that an austenite metamorphoses into a pearlite on the way of [ the / cooling ], and even if the cooling rate anneals at the temperature specified by this invention in a second in less than 1 degree C/and it cools to 650 degrees C, it cannot avoid generation of a pearlite. In a dry ambient atmosphere, it is difficult to cool a steel strip on the other hand, so that the average cooling rate of 20 degrees C/second may be exceeded for from 650 degrees C to a plating bath.

[0026] Although a steel strip is reheated after hot dip zincing to 500-degree-C or more temperature requirement 600 degrees C or less and a plating layer is used as the alloy of iron-zinc in this invention, it is in avoiding that a plating layer [ elasticity / at the time of press working of sheet metal ] agglutinates between press metal mold, frictional resistance increases, and the purpose carries out press fracture while improving paintwork and weldability. At less than 500 degrees C, alloying is imperfect and the temperature which reheats is inferior to paintwork, or weldability and press workability in it. If it reheats to temperature which exceeds 600 degrees C, since the austenite which remained also after the steel strip was immersed in the plating bath will metamorphose into a pearlite on the other hand, coexistence with good high intensity and press workability becomes difficult.

[0027] In this invention, since the free energy of formation of an austenite is falling by passing through a series of heat treatments before that, even if it performs reheating for alloying processing, the description is for the transformation to a pearlite and bainite from an austenite to be unable to take place very easily, and when a ferrite grows slowly rather, the tensile strength of a steel plate is stabilized. Although a steel strip is cooled by 200 degrees C or less after alloying processing and temper rolling is



performed as occasion demands By carrying out the transformation to bainite of a part of austenite as the cooling approach in the meantime, and making the austenite which remains condense C It is from 450 degrees C to 350 degrees C so that strain induced transformation may be carried out effectively during press working of sheet metal 2degree-C/Although cooling below in a second is desirable, even if it cools in a second in 100 degrees C /or more, it does not have big effect on the effectiveness of this invention. [0028] In addition, although aluminum of 0.01 - 0.5% of concentration may be added to a plating bath so that it may generally be about 450-500 degrees C and the appearance on the front face of a steel plate may not be spoiled, although the temperature of a plating bath changes with bath presentations, effectiveness of this invention is not spoiled at all. Then, it is desirable when attaining the purpose of this invention, since coexistence with the high intensity by which it is characterized [ of this invention ] and press workability good even if it performs surface treatment, such as an iron plating metallurgy group oxide film and an organic coat, to the upper layer is not checked but it leads to much more improvement of press workability or rust proofing as occasion demands.

[0029]

[Embodiment of the Invention] The slab which consists of a presentation shown in Table 1 was heated at 1150 degrees C, and it considered as the 3.0-6.5mm hot rolled steel plates sheet and strip in coil with the finishing temperature of 910-930 degrees C, and rolled round at 580-680 degrees C. After acid washing, after cold-rolling 65 - 75% of rolling reduction and considering as a 0.8-2.3mm cold rolled steel sheet and strip in coil, heat treatment and temper rolling of conditions as shown in Table 2 using a continuation hot-dip-zincing facility of the annealing method in Rhine were performed, and the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet was manufactured. Yield strength (YP), tensile strength (TS), and elongation (El) were searched for by cutting down a JIS No. 5 test piece from this steel strip, and performing the tension test in ordinary temperature. Moreover, plating adhesion exfoliates, after adhering a tape to the impression of the shape of a circle formed by dropping semi-sphere-like punch. The so-called ball impact method for judging the amount of the plating adhering to a tape by viewing estimated, and the powdering nature score carried out tape exfoliation of the front face of the test piece which carried out bending-bending return, evaluated it by some of amounts of the omission coat adhering to a tape, and judged extent of alloying. The above result is shown in Table 2.

[0030]

[Table 1]

表 1

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	備考
<u>A</u>	0.02	0.73	1.87	0.006	0.004	0.045	0.0023	無添加	<u>比較例</u>
<u>B</u>	0.07	<u>0.19</u>	1.76	0.007	0.003	0.034	0.0031	無添加	<u>比較例</u>
<u>C</u>	0.07	0.39	2.21	<u>0.036</u>	0.002	0.040	0.0032	無添加	<u>比較例</u>
D	0.07	0.43	2.18	0.011	0.002	0.035	0.0028	無添加	本発明
<u>E</u>	0.07	0.64	<u>1.37</u>	0.009	0.004	0.029	0.0040	無添加	<u>比較例</u>
F	0.07	0.66	1.55	0.006	0.003	0.283	0.0026	無添加	本発明
G	0.07	0.71	2.08	0.004	0.002	0.031	0.0030	無添加	本発明
H	0.07	1.14	1.95	0.007	0.003	0.037	0.0027	無添加	本発明
<u>I</u>	0.08	<u>1.65</u>	1.80	0.008	0.003	0.027	0.0035	無添加	<u>比較例</u>
J	0.09	0.71	1.73	0.010	0.002	0.032	0.0028	0.0009	本発明
<u>K</u>	0.09	0.73	1.76	0.008	0.003	0.034	0.0039	<u>0.0025</u>	<u>比較例</u>
L	0.10	0.69	2.32	0.009	0.004	0.044	0.0033	無添加	本発明
<u>M</u>	0.12	0.50	<u>1.72</u>	0.013	0.005	0.038	0.0042	無添加	<u>比較例</u>
<u>N</u>	0.13	<u>0.36</u>	2.11	0.011	0.003	0.026	0.0036	無添加	<u>比較例</u>
O	0.14	0.82	2.27	0.008	0.002	0.054	0.0034	無添加	本発明
<u>P</u>	0.14	0.60	<u>2.90</u>	0.016	0.005	0.028	0.0045	無添加	<u>比較例</u>
<u>Q</u>	<u>0.18</u>	0.94	2.77	0.018	0.004	0.037	0.0039	無添加	<u>比較例</u>

(注) アンダーラインは本発明外

[0031]

[Table 2]

表 2

試料番号	鋼種	板厚 (mm)	焼鈍時の最高到達温度 (°C)	最高到達温度から650°Cまでの平均冷却速度 (°C/秒)	650°Cからめっき浴までの平均冷却速度 (°C/秒)	合金化の際の最高到達温度 (°C)	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率 (%)	めっき密着性 評価点	バウダリング 性評価点	備考
1	A	1.2	770	5	15	530	331	423	38	0.2	剝離なし	剝離小	比較例
2	B	1.2	760	2	8	560	378	459	34	1.7	剝離なし	剝離小	比較例
3	C	1.4	760	4	10	560	386	630	29	8.1	一部剝離	剝離小	比較例
4	D	1.2	760	2	4	520	365	597	33	8.9	剝離なし	剝離小	本発明
5	D	1	660	2	4	520	895	967	5	0	剝離なし	剝離大	比較例
6	D	1.2	860	2	4	520	456	566	18	2.8	一部剝離	剝離小	比較例
7	E	1	780	3	15	560	446	522	29	2.4	剝離なし	剝離小	比較例
8	F	1.6	780	3	6	560	311	543	36	9.6	剝離なし	剝離小	本発明
9	F	0.8	800	3	6	620	432	516	26	1.4	剝離なし	剝離小	比較例
10	G	1.2	770	1	3	570	358	595	34	9.5	剝離なし	剝離小	本発明
11	G	1.4	830	1	3	490	406	734	26	12.8	剝離なし	剝離大	比較例
12	G	2.3	830	1	3	550	430	711	29	12.6	剝離なし	剝離小	比較例
13	G	1.2	890	2	4	570	570	713	17	2.9	一部剝離	剝離小	比較例
14	H	1.2	780	2	7	520	395	600	35	10.7	剝離なし	剝離小	本発明
15	H	1	820	1	4	540	366	611	34	10.2	剝離なし	剝離小	本発明
16	H	1	820	15	18	540	607	718	14	2.8	剝離なし	剝離小	比較例
17	I	0.8	800	2	4	560	326	620	33	11.9	全面剝離	剝離小	比較例
18	J	1.6	780	2	4	510	492	765	26	18.6	剝離なし	剝離小	本発明
19	J	2.3	690	0.3	5	510	788	944	4	0.2	剝離なし	剝離大	比較例
20	K	1.4	780	3	8	560	633	877	22	27.8	剝離なし	剝離小	比較例
21	L	1.6	770	0.8	2	560	471	777	27	17.9	剝離なし	剝離小	本発明
22	L	1.6	770	0.8	2	490	466	770	26	18.5	剝離なし	剝離大	比較例
23	M	1.2	770	2	4	550	430	556	26	2.8	剝離なし	剝離小	比較例
24	N	1.4	760	2	10	540	480	683	22	2.9	剝離なし	剝離小	比較例
25	O	1.2	770	3	12	530	441	828	26	17.8	剝離なし	剝離小	本発明
26	O	1.2	770	3	12	630	586	670	18	2.7	剝離なし	剝離小	比較例
27	O	1	770	0.3	15	530	588	695	18	1.4	剝離なし	剝離小	比較例
28	O	1.2	770	5	0.5	530	570	645	19	0.8	剝離なし	剝離小	比較例
29	P	1.8	760	2	4	560	630	987	12	6.5	一部剝離	剝離小	比較例
30	Q	1.4	770	2	4	560	659	1120	8	11.1	一部剝離	剝離小	比較例

(注) アンダーラインは本発明外

[0032] In addition to having in a ferrite the organization where 3 - 20% of martensite and retained austenite were intermingled, and press workability being good for it at high intensity, the sample 4, 8, 10, 12, 14, 15, 18, 21, and No 25 of the adhesion of plating which is this invention sample is also good, and does not produce the adhesion of a plating layer between press metal mold at the time of processing, either, so that clearly from this table. On the other hand, even if it has the steel which shifts from this invention component like a sample 3 and No 17, and the metal texture where martensite and retained austenite were contained 3 to 20% at the rate of the volume in the ferrite with this invention steel like a sample 11 and No 22 The adhesion of a plating layer is [ be / alloying of a plating layer / unsuitable ] bad in press workability being good at high intensity, or the adhesion of a plating layer is produced between press metal mold at the time of processing.

[0033] Moreover, [ whether the martensite intermingled in a ferrite and the rate of the volume of retained austenite are less than 3%, and ] Like [ when exceeding 20% ] a sample 1, 2, 7, 20, 23, 24, 29, and No 30, in addition to steel other than this invention component, even if it is this invention component steel like samples 5, 6, 9, 13, 16, 19, 26-No 28 Even if it is high intensity, workability is not good or reinforcement is low in workability being good.

[0034]

[Effect of the Invention] As explained in full detail above, 3 - 20% of martensite and retained austenite should be intermingled in the ferrite in the metal texture of a steel plate to which alloying hot dip zincing in which it excels in paintwork or weldability according to this invention, and a plating layer does not agglutinate between press metal mold at the time of processing was given. The high intensity and press workability of tensile strength 490-880MPa are compatible in a good thing with the complex tissue strengthening, and it has very big effectiveness on industry by contributing to rust-proofing strengthening and lightweight-ization in fields, such as an automobile, a home electrical-and-electric-equipment product, and construction.

---

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-279691

(43) 公開日 平成11年(1999)10月12日

(51) Int.Cl. <sup>9</sup>	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46 T
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06
2/28		2/28
審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 8 頁)		

(21) 出願番号	特願平10-81805	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
(22) 出願日	平成10年(1998) 3 月27日	(72) 発明者	佐久間 康治 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式 会社君津製鐵所内
		(72) 発明者	樋渡 俊二 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式 会社君津製鐵所内
		(72) 発明者	伊丹 淳 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式 会社君津製鐵所内
		(74) 代理人	弁理士 椎名 強
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 フェライト中にマルテンサイトや残留オーステナイトが混在した金属組織を有し、その複合組織強化により引張強さTSが490～880MPaとなるプレス加工性の良い合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法を提供すること。

【解決手段】 C量に対し添加されるSi、Mn量を一定割合以上に限定した鋼をライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっき設備で合金化溶融亜鉛めっきするにあたり、焼鈍温度からめっき浴に鋼帯を浸漬するまでの平均冷却速度を650℃以上と650℃以下とでそれぞれ0.5～10℃/秒、1～20℃/秒とし、さらに合金化のための再加熱温度を500～600℃とすることにより、体積率で3～20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織とし、その複合組織強化により高強度とプレス加工性の良いことを両立させる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.05~0.15%、

Si: 0.3~1.5%、

Mn: 1.5~2.8%、

P: 0.03%以下、

S: 0.02%以下、

Al: 0.005~0.5%、

N: 0.0060%以下を含有し、

残部Feおよび不可避的不純物からなり、さらに% C、% Si、% MnをそれぞれC、Si、Mn含有量とした時に $(\% \text{Mn}) / (\% \text{C}) \geq 15$ かつ $(\% \text{Si}) / (\% \text{C}) \geq 4$ が満たされることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】 重量%で、B: 0.0002~0.0020%を含有する請求項1記載の加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】 請求項1または請求項2に記載の化学成分からなり、その金属組織に体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】 請求項1または請求項2に記載の化学成分からなる組成のスラブをAr<sub>3</sub>点以上の温度で仕上圧延を行い、50~85%の冷間圧延を施した後、連続溶融亜鉛めっき設備で700℃以上850℃以下のフェライト、オーステナイトの二相共存温度域で焼鈍し、その最高到達温度から650℃までを平均冷却速度0.5~10℃/秒で、引き続いて650℃からめっき浴までを平均冷却速度1~20℃/秒で冷却して溶融亜鉛めっき処理を行った後、500℃以上600℃以下の温度に再加熱してめっき層の合金化処理を行い、その金属組織に体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関わるものである。本発明に係わる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とは、自動車、家庭電気製品、建築などの用途にプレス加工をして使用されるものであり、プレス加工性と防錆の一層の改善のために上層に鉄めっきや金属酸化物皮膜、有機皮膜を表面処理した鋼板を含む。

【0002】

【従来の技術】自動車車体の防錆強化に対応し、プレス加工してフレーム、メンバーやフロア等の車体部品に用いられる鋼板も裸鋼板から亜鉛めっき鋼板に置換されてきた。一般に亜鉛めっき鋼板はその製造方法により電気亜鉛めっき鋼板と溶融亜鉛めっき鋼板に大別されるが、

防錆性を重んじる立場から目付け量を増やそうとすると、電気亜鉛めっき鋼板では製造コストが著しく上昇するため、溶融亜鉛めっき鋼板の使用が一般的である。一方、自動車車体には防錆性以上に衝突時に乗員を保護するような機能の確保がCO<sub>2</sub>をはじめとした排出ガスの低減を燃費向上により実現するような軽量化とともに要求されており、そのためには鋼板の高強度化が必須である。

【0003】しかしながら、加工性を悪化させずに鋼板を高強度化する強化機構として一般に考えられているような固溶強化や複合組織強化ではSiやMn、Pといった元素を添加する必要があるが、これらの元素の添加は一般に鋼板表面の濡れ性を悪くし、溶融亜鉛めっきを施すことは困難とされてきた。特に複合組織強化では気水混合したミストや噴流水を冷却媒体とし、焼鈍温度から高速冷却を行なうことが裸鋼板では一般に行われているが、溶融亜鉛めっきラインではこのような冷却方式の適用は困難であり、不必要なパーライトやベイナイト変態を避けるためにはSiやMnの添加量を一層増すことが必要となる。

【0004】このようなSiやMn、Pが多く添加された鋼板の溶融亜鉛めっきにおける密着性を改善する手法としては、溶融亜鉛めっきに先立って鋼板表面に特開昭57-79160号公報や特開平5-65612号公報にあるように少量のFeや、特許第2526320号公報にあるように少量のNiをプレめっきする方法があり、さらにその添加量が多い場合にはNiプレめっきの前に鋼板表面層を除去する方法が特許第2526322号公報に開示されている。また特許第1924585号公報にあるように内部と比べてC、Si、Mnの含有量が少ない表層を有するスラブから製造された鋼板を溶融亜鉛めっきする方法も開示されているが、製造コストの増加が著しく、工業的な生産には適さない。

【0005】これに対しめっき密着性の悪化が酸化雰囲気中で形成されたSiやMn、Pといった元素の酸化物層であることに着目し、形成させた酸化物層を水素を含む雰囲気中で還元し、酸化膜厚を適当な範囲としたうえで溶融亜鉛めっきすることにより、めっき密着性を改善する方法が例えば特開昭55-122865号公報で提案されており、連続ラインでの操業方案も特許第2513532号公報や特許第2530939号公報、特許第2587724号に開示されている。

【0006】また、カルシウムやマグネシウム、有機酸を含有する溶液や圧延油、洗浄水、過酸化水素や重クロム酸カリウム、過マンガン酸カリウムのような酸化剤を含有する酸性溶液を溶融亜鉛めっきに先立って塗布する方法がそれぞれ特開平8-170160号公報、特開平6-207259号公報、特開平5-239606号公報に開示されている。これらの方法によって製造コストの著しい増加を招くことなく、0.3%以上のSiや1

%以上のMnが添加されている鋼板に対しても密着性の良い溶融亜鉛めっきを行なうことができるようになった。

【0007】しかし溶融亜鉛めっき鋼板は塗装性や溶接性に劣るうえ、プレス加工時に軟質なめっき層がプレス金型との間に凝着し、摩擦抵抗が増大するためプレス破断を起こしやすく、特に厳しいプレス成形が必要とされる自動車をはじめとした用途に合金化溶融亜鉛めっき鋼板が開発されたが、フェライト中にマルテンサイトや残留オーステナイトが混在することを特徴とする複合組織強化された鋼板には適用しづらい。これはめっき層をZn-Fe合金とする合金化溶融亜鉛めっきではめっき直後の加熱合金化処理を行なうことが一般的であるが、溶接性や塗装性が損なわれず、製造コストの上昇も招かないような範囲での鋼板への合金元素の添加では、その間にパーライトやベイナイトへの変態が進むため、合金化温度から室温へ冷却した後の金属組織中に十分な体積率のマルテンサイトや残留オーステナイトが存在しないことに原因する。

【0008】このため、特にオーステナイトの変態を抑制するMoやBの添加が特許第1325624号公報や特開平5-163531号公報で提案されているが、コスト高であるにもかかわらず、鋼板の降伏強さYPが上昇する一方、伸びE1が減少し、プレス加工性は劣化する傾向にあり、複合組織強化により高強度化された裸鋼板に匹敵するようなプレス加工性の良い合金化溶融亜鉛めっき鋼板は見当たらなかった。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】上述のとおり、フェライト中にマルテンサイトや残留オーステナイトが混在した金属組織を有し、その複合組織強化により引張強さTSが490～880MPaとなるプレス加工性の良い合金化溶融亜鉛めっきを施した鋼板を開発することが課題とされてきた。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、前記の課題を解決するべく、CとSi、Mnの添加量を制御した鋼を用いて、連続溶融亜鉛めっき設備において焼鈍温度からめっき浴に鋼帯を浸漬するまでの冷却条件とめっき直後に行なう合金化処理の加熱条件が変化した時の金属組織と合金化の進行状況の相関について鋭意検討を加えた結果、C、Mnが一定量以上添加された鋼をフェライト、オーステナイトの二相共存温度域から650℃までを平均冷却速度0.5～10℃/秒という緩冷却し、十分な体積率のフェライトが存在する状態とした後に、650℃からめっき浴までを平均冷却速度1～20℃/秒で冷却するとめっき浴に鋼帯を浸漬するまではオーステナイトはマルテンサイト変態せず、特にC量に対し添加されるSi、Mn量が一定割合以上である場合には、めっき直後に行なう合金化処理のため再加熱したとしても

その温度が500～600℃であれば、パーライトおよびベイナイト変態の進行が著しく遅滞するため、室温まで冷却後も体積率で3～20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織となり、その複合組織強化により高強度とプレス加工性の良いことを合金化溶融亜鉛めっき鋼板で実現できることを見出した。

【0011】本発明は、このような思想と新知見に基づいて構成された従来にはない全く新しい鋼板であり、その要旨とするところは以下のとおりである。

(1) 重量%で、C:0.05～0.15%、Si:0.3～1.5%、Mn:1.5～2.8%、P:0.03%以下、S:0.02%以下、Al:0.005～0.5%、N:0.0060%以下を含有し、残留Feおよび不可避的不純物からなり、さらに%C、%Si、%MnをそれぞれC、Si、Mn含有量とした時に $(\%Mn)/(\%C) \geq 1.5$ かつ $(\%Si)/(\%C) \geq 4$ が満たされることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、

【0012】(2) 重量%で、B:0.0002～0.0020%を含有する前記(1)記載の加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、(3) 前記(1)または(2)記載の化学成分からなり、その金属組織に体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、

【0013】(4) 前記(1)または(2)記載の化学成分からなる組成のスラブをAr<sub>3</sub>点以上の温度で仕上圧延を行い、50～85%の冷間圧延を施した後、連続溶融亜鉛めっき設備で700℃以上850℃以下のフェライト、オーステナイトの二相共存温度域で焼鈍し、その最高到達温度から650℃までを平均冷却速度0.5～10℃/秒で、引き続いて650℃からめっき浴までを平均冷却速度1～20℃/秒で冷却して溶融亜鉛めっき処理を行った後、500℃以上600℃以下の温度に再加熱してめっき層の合金化処理を行い、その金属組織に体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0014】以下、本発明を詳細に説明する。まず、C、Si、Mn、P、S、Al、N、Bの数値限定理由について述べる。Cはマルテンサイトや残留オーステナイトによる組織強化で鋼板を高強度化しようとする場合に必須の元素であり、ミストや噴流水を冷却媒体として焼鈍温度から急速冷却することが困難な溶融亜鉛めっきラインではCが0.05%未満ではセメンタイトやパーライトが生成しやすく、必要とする引張強さの確保が困難である。一方、Cが0.15%を超えると、スポット溶接で健全な溶接部を形成することが困難となると同時



にCの偏析が顕著となるため加工性が劣化する。

【0015】Siは鋼板の加工性、特に伸びを大きく損なうことなく強度を増す元素として知られており、その添加は一般に有用と考えられるうえ、めっき直後に行なう合金化処理のための再加熱でパーライトおよびベイナイト変態の進行を著しく遅滞させ、室温まで冷却後にも体積率で3~20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織とするために0.3%以上でかつC含有量の4倍以上の重量%を添加する。しかし、その添加量が1.5%を超えると酸化

物層を還元し、酸化膜厚を適当な範囲としたり、適当な薬剤を塗布してから鋼帯をめっき浴に浸漬したとしてもめっき密着性の悪化が著しいため、上限を1.5%とする。

【0016】MnはCとともにオーステナイトの自由エネルギーを下げるため、めっき浴に鋼帯を浸漬するまでの間にオーステナイトがマルテンサイト変態するのを抑制する目的で1.5%以上添加する。またC含有量の15倍以上の重量%を添加することにより、めっき直後に行なう合金化処理のための再加熱でパーライトおよびベイナイト変態の進行を著しく遅滞させ、室温まで冷却後にも体積率で3~20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織とできる。しかし添加量が過大になるとスラブに割れが生じやすく、またスポット溶接性も劣化するため、2.8%を上限とする。

【0017】Pは一般に不可避的不純物として鋼に含まれるが、その量が0.03%を超えるとスポット溶接性の劣化が著しいうえ、本発明におけるような引張強さが490MPaを超すような高強度鋼板では靱性ととも

に冷間圧延性も著しく劣化する。Sも一般に不可避的不純物として鋼に含まれるが、その量が0.02%を超えると、圧延方向に伸張したMnSの存在が顕著となり、鋼板の曲げ性に悪影響をおよぼす。

【0018】Alは鋼の脱酸元素として、またAlNによる熱延素材の細粒化、および一連の熱処理工程における結晶粒の粗大化を抑制し材質を改善するために0.005%以上添加する必要があるが、0.5%を超えることはコスト高となるばかりか、表面性状を劣化させ、好ましくは0.1%以下が望ましい。Nもまた一般に不可避的不純物として鋼に含まれるが、その量が0.060%を超えると、伸びとともに脆性も劣化するため、これを上限とする。

【0019】Bは一般に焼き入れ性を増す元素として知られており、合金化処理のための再加熱に際しパーライトおよびベイナイト変態を遅滞させることのより、室温まで冷却後に体積率で3~20%のマルテンサイトがフェライト中に混在した金属組織とすることを容易にするため0.0002%以上添加してもよい。しかしその添加量が0.0020%を超すと、フェライト、オース

テナイトの二相共存温度域から650℃までを緩冷却しても十分な体積率までフェライトが成長せず、650℃からめっき浴までの冷却途上でオーステナイトがマルテンサイトに変態し、その後合金化処理のための再加熱でマルテンサイトが焼き戻されてセメンタイトが析出するため高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。これらを主成分とする鋼にNb、Ti、Mo、Cu、Sn、Zn、Zr、W、Cr、Niを合計で1%以下含有しても本発明の効果を損なわず、その量によっては耐食性が改善される等好ましい場合もある。

【0020】次に、製造条件の限定理由について述べる。その目的はマルテンサイトおよび残留オーステナイトを3~20%含む金属組織とし、高強度とプレス加工性が良いことが両立させることにある。マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率が3%未満の場合には高強度とならない。一方、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率が20%を超えると、高強度ではあるものの鋼板の加工性が劣化し、本発明の目的が達成されない。熱間圧延に供するスラブは特に限定するものではない。すなわち、連続鋳造スラブや薄スラブキャスター等で製造したものであればよい。また鋳造後直ちに熱間圧延を行う連続鋳造一直送圧延(CC-DR)のようなプロセスにも適合する。

【0021】熱間圧延の仕上温度は鋼板のプレス成形性を確保するという観点からAr<sub>3</sub>点以上とする必要がある。熱延後の冷却条件や巻取温度は特に限定しないが、巻取温度はコイル両端部での材質ばらつきが大きくなることを避け、またスケール厚の増加による酸洗性の劣化を避けるためには750℃以下とし、また部分的にベイナイトやマルテンサイトが生成すると冷間圧延時に耳割れを生じやすく、極端な場合には板破断することもあるため550℃以上とすることが望ましい。冷間圧延は通常の条件でよく、フェライトが加工硬化しやすいようにマルテンサイトおよび残留オーステナイトを微細に分散させ、加工性の向上を最大限に得る目的からその圧延率は50%以上とする。一方、85%を超す圧延率で冷間圧延を行うことは多大の冷延負荷が必要となるため現実的ではない。

【0022】ライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっき設備で焼鈍する際、その焼鈍温度は700℃以上850℃以下のフェライト、オーステナイト二相共存域とする。焼鈍温度が700℃未満では再結晶が不十分であり、鋼板に必要なプレス加工性を具備できない。850℃を超すような温度で焼鈍することは鋼帯表面にSiやMnの酸化物層の成長が著しく、その還元長時間を要するため好ましくない。また引き続きめっき浴へ浸漬し、冷却する過程で、650℃までを緩冷却しても十分な体積率のフェライトが成長せず、650℃からめっき浴までの冷却途上でオーステナイトがマルテンサイトに変態し、その後合金化処理のための再加熱でマルテンサイトが焼

き戻されてセメントタイトが析出するため高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。

【0023】鋼帯は焼鈍後、引き続きめっき浴へ浸漬する過程で冷却されるが、この場合の冷却速度はその最高到達温度から650℃までを平均0.5～10℃/秒で、引き続いて650℃からめっき浴までを平均1～20℃/秒とする。650℃までを平均0.5～10℃/秒とするのは加工性を改善するためにフェライトの体積率を増すと同時に、オーステナイトのC濃度を増すことにより、その生成自由エネルギーを下げ、マルテンサイト変態の開始する温度をめっき浴温度以下とすることを目的とする。650℃までの平均冷却速度を0.5℃/秒未満とするには焼鈍時の最高到達温度を低下するのでなければ、連続溶融亜鉛めっき設備のライン長を長くする必要があり、コスト高となる。

【0024】また、最高到達温度を下げ、オーステナイトの体積率が小さい温度で焼鈍することも考えられるが、その場合には実際の操業で許容すべき温度範囲に比べて適切な温度範囲が狭く、僅かでも焼鈍温度が低いとオーステナイトが形成されず目的を達しない。一方、650℃までの平均冷却速度を10℃/秒を超えるようにすると、フェライトの体積率の増加が十分でないばかりか、オーステナイト中C濃度の増加も少ないために鋼帯がめっき浴に浸漬される前にその一部がマルテンサイト変態し、その後合金化処理のための再加熱でマルテンサイトが焼き戻されてセメントタイトが析出するため高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。

【0025】650℃からめっき浴までの平均冷却速度を1～20℃/秒とするのは、その冷却途上でオーステナイトがパーライトに変態するのを避けるためであり、その冷却速度が1℃/秒未満では本発明で規定する温度で焼鈍し、また650℃まで冷却したとしてもパーライトの生成を避けられない。一方、650℃からめっき浴までを平均冷却速度20℃/秒を超えるように鋼帯を冷却することはドライな雰囲気では困難である。

【0026】本発明では溶融亜鉛めっき後、500℃以上600℃以下の温度範囲に鋼帯を再加熱し、めっき層を鉄-亜鉛の合金とするが、その目的は塗装性や溶接性を改善するとともに、プレス加工時に軟質なめっき層がプレス金型との間に凝着して摩擦抵抗が増大し、プレス破断するのを避けることにある。再加熱する温度が500℃未満では合金化が不完全で塗装性や溶接性、プレス加工性に劣る。一方、600℃を超すような温度に再加熱すると、鋼帯をめっき浴に浸漬した後にも残存していたオーステナイトがパーライトに変態するため、高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。

【0027】本発明ではその前までの一連の熱処理を経ることによって、オーステナイトの生成自由エネルギーが低下しているため、合金化処理のための再加熱を行なってもオーステナイトからパーライトやベイナイトへの変態が極めて起こりにくいことに特徴があり、むしろフェライトが緩慢に成長することにより、鋼板の引張強さを安定させている。合金化処理の後、鋼帯は200℃以下に冷却され、必要により調質圧延を施されるが、その間の冷却方法としてはオーステナイトの一部をベイナイト変態させ、残存するオーステナイトにCを濃縮させることにより、プレス加工中に効果的に加工誘起変態するよう、450℃から350℃までを2℃/秒以下で冷却することが好ましいが、100℃/秒以上で冷却したとしても本発明の効果に大きな影響を及ぼさない。

【0028】尚、めっき浴の温度は浴組成により異なるが、一般には450～500℃程度であり、また鋼板表面の外観を損なわないようめっき浴に0.01～0.5%の濃度のAlを添加することもあるが、本発明の効果を何ら損なうものではない。この後、必要により、上層に鉄めっきや金属酸化物皮膜、有機皮膜などの表面処理を施しても、本発明の特徴とする高強度とプレス加工性の良いことの両立を阻害せず、プレス加工性や防錆の一層の改善につながるため本発明の目的を達成する上で好ましい。

#### 【0029】

【発明の実施の形態】表1に示す組成からなるスラブを1150℃に加熱し、仕上温度910～930℃で3.0～6.5mmの熱間圧延鋼帯とし、580～680℃で巻き取った。酸洗後、65～75%の圧下率の冷間圧延を施して0.8～2.3mmの冷間圧延鋼帯とした後、ライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっき設備を用いて表2に示すような条件の熱処理と調質圧延を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。この鋼帯からJIS5号試験片を切り出し、常温での引張試験を行うことにより、降伏強さ(YP)、引張強さ(TS)、伸び(E1)を求めた。また、めっき密着性は半球状のボンチを落下させることにより形成された円状のくぼみにテープを付着した後剥離し、テープに付着しためっきの量を目視により判断する、いわゆるボールインパクト法で評価し、バウダリング性評点は曲げ-曲げ戻した試験片の表面をテープ剥離し、テープに付着した脱剥皮膜の量の多少により評価し、合金化の程度を判定した。以上の結果を表2に示す。

#### 【0030】

#### 【表1】

表 1

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	備考
<u>A</u>	<u>0.02</u>	0.73	1.87	0.006	0.004	0.045	0.0023	無添加	<u>比較例</u>
<u>B</u>	0.07	<u>0.19</u>	1.76	0.007	0.003	0.034	0.0031	無添加	<u>比較例</u>
<u>C</u>	0.07	0.39	2.21	<u>0.036</u>	0.002	0.040	0.0032	無添加	<u>比較例</u>
D	0.07	0.43	2.18	0.011	0.002	0.035	0.0028	無添加	本発明
<u>E</u>	0.07	0.64	<u>1.37</u>	0.009	0.004	0.029	0.0040	無添加	<u>比較例</u>
F	0.07	0.66	1.55	0.006	0.003	0.283	0.0026	無添加	本発明
G	0.07	0.71	2.08	0.004	0.002	0.031	0.0030	無添加	本発明
H	0.07	1.14	1.95	0.007	0.003	0.037	0.0027	無添加	本発明
<u>I</u>	0.08	<u>1.65</u>	1.80	0.008	0.003	0.027	0.0035	無添加	<u>比較例</u>
J	0.09	0.71	1.73	0.010	0.002	0.032	0.0028	0.0009	本発明
<u>K</u>	0.09	0.73	1.76	0.008	0.003	0.034	0.0039	<u>0.0025</u>	<u>比較例</u>
L	0.10	0.69	2.32	0.009	0.004	0.044	0.0033	無添加	本発明
<u>M</u>	0.12	0.50	<u>1.72</u>	0.013	0.005	0.038	0.0042	無添加	<u>比較例</u>
<u>N</u>	0.13	<u>0.36</u>	2.11	0.011	0.003	0.026	0.0036	無添加	<u>比較例</u>
O	0.14	0.82	2.27	0.008	0.002	0.054	0.0034	無添加	本発明
<u>P</u>	0.14	0.60	<u>2.90</u>	0.016	0.005	0.028	0.0045	無添加	<u>比較例</u>
<u>Q</u>	<u>0.18</u>	0.94	2.77	0.018	0.004	0.037	0.0039	無添加	<u>比較例</u>

(注) アンダーラインは本発明外

【0031】

\* \* 【表2】

表 2

材料番号	鋼種	板厚 (mm)	焼鈍時の 最高到達 温度 (℃)	最高到達速度 から650℃ま での平均冷却 速度 (℃/秒)	650℃からめ っき浴までの 平均冷却速 度 (℃/秒)	合金化の 際、最高 到達温度 (℃)	降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)	伸び (%)	マルテンサイト および残留オース テナイトの体 積率 (%)	めっき 密着性 評価点	パウダ リング 性評価点	備考
1	A	1.2	770	5	15	530	331	423	38	0.2	割離なし	割離小	比較例
2	B	1.2	760	2	8	560	378	459	34	1.7	割離なし	割離小	比較例
3	C	1.4	760	4	10	560	386	630	29	8.1	一部割離	割離小	比較例
4	D	1.2	760	2	4	520	365	587	33	8.9	割離なし	割離小	本発明
5	D	1	680	2	4	520	895	967	5	0	割離なし	割離大	比較例
6	D	1.2	680	2	4	520	456	566	18	2.8	一部割離	割離小	比較例
7	B	1	780	3	15	560	446	522	29	2.4	割離なし	割離小	比較例
8	F	1.6	780	3	6	560	311	543	36	9.6	割離なし	割離小	本発明
9	F	0.8	800	3	6	620	432	510	26	1.4	割離なし	割離小	比較例
10	G	1.2	770	1	3	570	358	595	34	9.5	割離なし	割離小	本発明
11	G	1.4	830	1	3	480	406	734	26	12.8	割離なし	割離大	比較例
12	G	2.3	830	1	3	550	430	711	29	12.6	割離なし	割離小	本発明
13	G	1.2	880	2	4	570	570	713	17	2.9	一部割離	割離小	比較例
14	H	1.2	780	2	7	520	365	600	35	10.7	割離なし	割離小	本発明
15	H	1	820	1	4	540	366	611	34	10.2	割離なし	割離小	本発明
16	H	1	820	15	18	540	607	718	14	2.8	割離なし	割離小	比較例
17	I	0.8	800	2	4	560	328	620	33	11.9	全面割離	割離小	比較例
18	J	1.6	780	2	4	510	492	785	26	18.6	割離なし	割離小	本発明
19	J	2.3	690	0.3	5	510	798	944	4	0.2	割離なし	割離大	比較例
20	K	1.4	780	3	8	560	633	877	22	27.8	割離なし	割離小	比較例
21	L	1.6	770	0.8	2	560	471	777	27	17.9	割離なし	割離小	本発明
22	L	1.6	770	0.8	2	490	466	770	28	18.5	割離なし	割離大	比較例
23	M	1.2	770	2	4	550	430	556	25	2.8	割離なし	割離小	比較例
24	N	1.4	760	2	10	540	480	683	22	2.9	割離なし	割離小	比較例
25	O	1.2	770	3	12	530	441	828	28	17.8	割離なし	割離小	本発明
26	O	1.2	770	3	12	630	586	670	18	2.7	割離なし	割離小	比較例
27	O	1	770	0.3	15	530	588	695	18	1.4	割離なし	割離小	比較例
28	O	1.2	770	5	0.5	530	570	645	19	0.8	割離なし	割離小	比較例
29	P	1.8	760	2	4	560	630	987	12	6.5	一部割離	割離小	比較例
30	Q	1.4	770	2	4	560	659	1120	8	71.1	一部割離	割離小	比較例

(注) アンダーラインは本発明外

【0032】この表から明らかなように、本発明試料である試料N○4、8、10、12、14、15、18、21、25はフェライト中に3～20%のマルテンサイトや残留オーステナイトが混在した組織を有し、高強度でプレス加工性が良いことに加えて、めっきの密着性も良好で、加工時にプレス金型との間にめっき層の凝着も生じない。これに対し、試料N○3、17のように本発明成分からはずれる鋼や、試料N○11、22のように本発明鋼でフェライト中にマルテンサイトおよび残留オーステナイトが体積率で3～20%含まれた金属組織を有しても、めっき層の合金化が不適切であると、高強度でプレス加工性が良くとも、めっき層の密着性が悪かったり、加工時にプレス金型との間にめっき層の凝着を生\* 50

\* じる。

【0033】また、フェライト中に混在するマルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率が3%未満であるか、20%を超えるような場合には試料N○1、2、7、20、23、24、29、30のように本発明成分以外の鋼に加えて、試料N○5、6、9、13、16、19、26～28のように本発明成分鋼であっても、高強度ではあっても加工性が良くないか、加工性が良くとも強度が低い。

【0034】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば塗装性や溶接性に優れ、加工時にめっき層がプレス金型との間に凝着することのないような合金化溶融亜鉛めっき

が施された鋼板の金属組織をフェライト中に3~20%のマルテンサイトや残留オーステナイトが混在したものとし、その複合組織強化により引張強さ490~880MPaの高強度とプレス加工性が良いことを両立でき、

自動車、家庭電気製品、建築等の分野で防錆強化と軽量化に寄与することにより産業上極めて大きな効果を有する。

---

フロントページの続き

(72)発明者 中村 文彰

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内